



Évolution des contraintes résiduelles dans la couche de diffusion d'un acier modèle Fe-Cr-C nitruré

Jegou, Sébastien; Barrallier, Laurent ; Somers, Marcel A. J.

Published in:
Traitements & Matériaux

Publication date:
2011

Document Version
Publisher's PDF, also known as Version of record

[Link back to DTU Orbit](#)

Citation (APA):
Jegou, S., Barrallier, L., & Somers, M. A. J. (2011). Évolution des contraintes résiduelles dans la couche de diffusion d'un acier modèle Fe-Cr-C nitruré. *Traitements & Matériaux*, (411), 21-27.

General rights

Copyright and moral rights for the publications made accessible in the public portal are retained by the authors and/or other copyright owners and it is a condition of accessing publications that users recognise and abide by the legal requirements associated with these rights.

- Users may download and print one copy of any publication from the public portal for the purpose of private study or research.
- You may not further distribute the material or use it for any profit-making activity or commercial gain
- You may freely distribute the URL identifying the publication in the public portal

If you believe that this document breaches copyright please contact us providing details, and we will remove access to the work immediately and investigate your claim.

Évolution des contraintes résiduelles dans la couche de diffusion d'un acier modèle Fe-Cr-C nitruré

Dr. Sébastien Jegou, Laboratoire MécaSurf, Arts & Métiers ParisTech - Technical University of Denmark

Prof. Laurent Barrallier, Dr. Régis Kubler, Laboratoire MécaSurf, Arts & Métiers ParisTech

Prof. Marcel A.J. Somers, Technical University of Denmark

Limiter la fatigue et la corrosion des pièces est possible grâce à une nitruration. Des contraintes résiduelles en découlent. Le rôle de la diffusion du carbone sur le développement de ces contraintes a été étudié sur un acier modèle Fe-3%Cr-0.35%C.

La nitruration est un traitement thermochimique assez bien connu et utilisé pour les pièces en acier. Il vise à augmenter très fortement les propriétés mécaniques comme les limites en fatigue et en corrosion. Le traitement consiste par diffusion d'azote à faire précipiter des nitrures d'éléments d'alliage de type MN (M = Cr, V, Mo...) et de taille nanométrique. Cette précipitation augmente de manière significative la dureté et génère simultanément des contraintes résiduelles de compression en relation avec les déformations volumiques accompagnant la précipitation. Dans le cas d'applications aéronautiques, les pièces traitées comme les engrenages ou les transmissions de puissances nécessitent un bon compromis entre les propriétés mécaniques à cœur et en surface. Des aciers de type 33CrMoV12-9 sont généralement utilisés à cet effet et nitrurés jusqu'à des profondeurs pouvant atteindre le millimètre. Malgré les avantages apportés, ce type de nitruration dite « profonde » requiert des temps de traitement d'au moins une centaine d'heures, ce qui par conséquent augmente le risque d'une relaxation *in situ* des propriétés mécaniques et donc d'une perte de performance. Il est possible, par exemple, d'observer dans certains cas une diminution des contraintes résiduelles en proche surface. À l'échelle macroscopique, ceci est généralement attribué à une croissance/coalescence des précipités dans le cas des alliages binaires Fe-M, ou à un mécanisme de fluage thermiquement activé dans le cas des aciers.

Cependant, aucune observation expérimentale n'a pu mettre en évidence la présence de dislocations (outre celles présentes à l'interface précipité/matrice) ou de déformations plastiques. La diminution des contraintes en proche surface a également été attribuée de manière phénoménologique à la précipitation de cémentite aux joints de grains plus ou moins parallèles à la surface. Cette précipitation résulte de la transformation des carbures en nitrures. Le carbone ainsi libéré peut soit diffuser vers la surface, où il est susceptible de réagir avec l'atmosphère nitrurante entraînant une décarburation, soit diffuser en profondeur de la pièce et ségréger aux joints de grains sous forme de cémentite. Le travail présenté ici a pour objectif d'étudier le rôle de la diffusion du carbone sur le développement des contraintes résiduelles lors du traitement de nitruration. Un acier modèle Fe-3%Cr-0.35%C a été choisi comme référence. Les détails concernant l'étude expérimentale ainsi que la modélisation sont disponibles dans la littérature.

Expérimentation

Des échantillons d'un acier modèle Fe-3%Cr-0.35%C et de dimensions 27x27x30 mm ont été mis en solution à 830 °C, trempés à l'eau puis revenus à 590 °C. Le traitement de nitruration a été effectué à 550 °C pendant 10, 50 et 100 h pour un potentiel de nitruration permettant de contrôler l'épaisseur de la couche de combinaison (la composition de l'atmosphère nitrurante reste confidentielle).

Cet article est une traduction de la présentation réalisée par Sébastien Jegou lors de la conférence European Conference on Heat Treatment - Nitriding and Nitrocarburizing (29/30 Avril 2010 à Aix-la-Chapelle) et publié dans Journal of Heat Treatments and Materials, intitulé « Evolution of residual stress in the diffusion zone of a model Fe-Cr-C alloy during nitriding » (Vol.66 (2011) Issue 3).

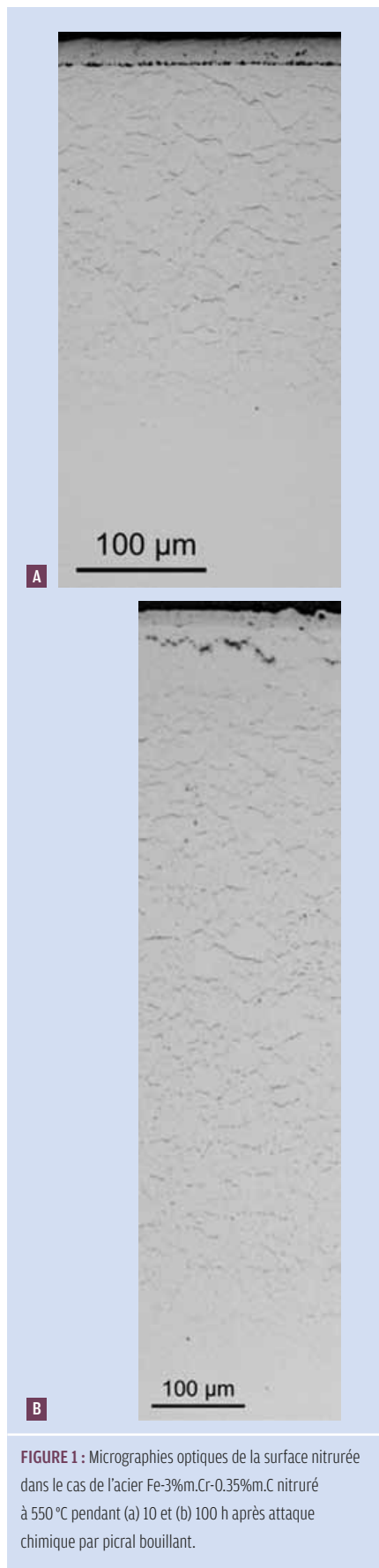


FIGURE 1 : Micrographies optiques de la surface nitrurée dans le cas de l'acier Fe-3%Cr-0.35%Ni nitruré à 550 °C pendant (a) 10 et (b) 100 h après attaque chimique par picral bouillant.

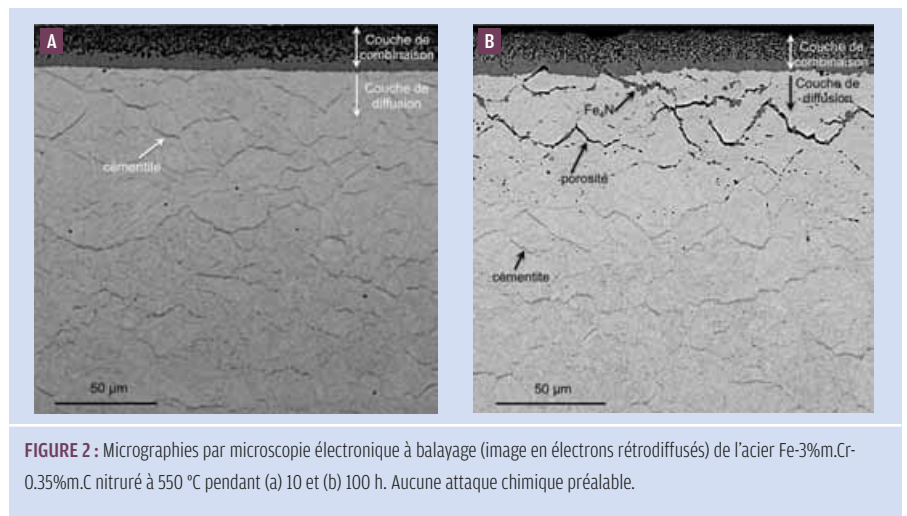


FIGURE 2 : Micrographies par microscopie électronique à balayage (image en électrons rétrodiffusés) de l'acier Fe-3%Cr-0.35%Ni nitruré à 550 °C pendant (a) 10 et (b) 100 h. Aucune attaque chimique préalable.

Les profils d'azote et de carbone ont été réalisés par microsonde électronique à balayage sur coupes transverses et par spectrométrie à décharge électroluminescente (SDL).

Les observations microstructurales ont été conduites aussi bien par microscopie optique qu'électronique à balayage (MEB) ou en transmission (MET). Les échantillons pour MET ont été préparés par faisceau d'ions (FIB).

Les analyses de contraintes résiduelles ont été réalisées au sein de la matrice ferritique par diffraction des rayons X (DRX) suivant la famille de plan {211} avec la longueur d'onde du chrome Cr-K α . Les profils de contraintes ont été obtenus par la méthode des $\sin^2\psi$ et polissages électrochimiques successifs. Du fait du caractère polyphasé du matériau, les contraintes résiduelles correspondent à la moyenne des contraintes σ_{xx} - σ_{zz} , z étant la dimension normale à la surface de l'échantillon.

Résultat et interprétation

Microstructure et composition chimique

Les micrographies optiques de la **figure 1** donnent une vue d'ensemble de la couche nitrurée obtenue après 10 et 100 h. La précipitation de cémentite aux joints de grains, dont l'inclinaison par rapport à la surface est inférieure à 45 degrés est mise en évidence par attaque chimique au picral bouillant.

La **figure 2** donne des observations au MEB (par électrons rétrodiffusés) des 200 premiers micromètres sous la surface après 10 et 100 h de nitruration à 550 °C. Une couche de combinaison poreuse de l'ordre de 25 μ m s'est développée. La cémentite aux joints de grains, dont l'inclinaison par rapport à la surface est inférieure à 45°, est également mise en évidence.

Après 100 h, le nitrure γ' -Fe₄N ainsi que des porosités se développent aux joints de grains de la couche de diffusion entre 25 et 80 μ m de profondeur, tandis que la cémentite a disparu de cette région (**figure 2b**). Des analyses par diffraction des rayons X confirment la présence du nitrure Fe₄N. L'observation au MET (en champ sombre) d'un joint de grain poreux à une profondeur de 50 μ m est présentée sur la **figure 3**. Elle montre que le nitrure γ' -Fe₄N s'est développé autour du joint de grain poreux. Au sein de cette phase, une fine précipitation de nitrures d'éléments d'alliage MN se distingue et suggère un développement du nitrure γ' -Fe₄N après celui des nitrures MN. La présence du nitrure γ' -Fe₄N au sein de la couche de diffusion étant associée à celle de porosités aux joints de grains, ceci suggère que localement les pores aux joints de grains de ferrite établissent une connexion avec l'atmosphère nitrurante, et par conséquence engendrent la formation de nitrures au potentiel de nitruration appliqué.

Les profils de composition chimique en azote et carbone sont donnés sur la **figure 4**. Les surfaces nitrurées se caractérisent par une fraction d'azote qui diminue avec la profondeur ainsi qu'un front de diffusion très marqué. Après 100 h de nitruration, une couche de diffusion de l'ordre de 900 μ m de profondeur s'est développée. La concentration en carbone diminue en surface tandis qu'un enrichissement est observé en avant du front de diffusion. Lors du traitement, cet enrichissement reste localisé en avant du front de diffusion et implique une dissolution ou transformation des carbures initiaux lors du traitement. La **figure 5** compare la distribution de taille des carbures à une profondeur de 920 μ m

(enrichissement en carbone en avant du front de diffusion) avec celle des carbures à cœur de l'acier nitruré 100 h. Très clairement, l'enrichissement en carbone a pour conséquence une croissance du diamètre équivalent des précipités et suggère la réaction d'atomes de fer et des éléments d'alliage en solution solide.

Contraintes résiduelles

Les profils de contraintes résiduelles obtenus après 10, 50 et 100 h de nitruration sont présentés sur la **figure 6**. Ils se caractérisent par un maximum de contraintes de compression pour une certaine profondeur sous la surface (175, 450 et 550 μm après 10, 50 et 100 h respectivement) ainsi qu'une diminution des contraintes de compression en proche surface. Le niveau maximal de contraintes résiduelles diminue avec le temps de nitruration, tandis que sa profondeur augmente avec le temps de traitement, en accord avec la littérature. Au début de la couche de diffusion, des contraintes de traction sont observées après 10 et 50 h. Des contraintes de compression sont de nouveau générées après 100 h de traitement dans cette même zone.

L'épaisseur de la couche de diffusion représente environ 6 % de la demi épaisseur des échantillons. Par conséquent, la diminution du maximum de contraintes résiduelles avec la profondeur peut être attribuée à des modifications microstructurales au cours du traitement plutôt qu'à une redistribution des contraintes entre la surface nitrurée et le matériau à cœur. En fonction des observations précédentes, il convient de remarquer les contributions

suivantes à l'évolution des contraintes résiduelles au sein de la couche de diffusion lors du traitement de nitruration :

- Précipitation de nitrures d'éléments d'alliage à partir de la solution solide de substitution. Ces nitrures possèdent un volume massique plus important que la ferrite, qui se traduit par une augmentation de volume lors de la précipitation et par conséquent la genèse de contraintes résiduelles de compression au sein de la couche de diffusion.
- Transformation des carbures initialement présents en nitrures d'éléments d'alliage, associée à une plus faible variation de volume et donc de contraintes résiduelles de compression.
- Précipitation de cémentite aux joints de grains, en partie relaxée suite à une précipitation préférentielle aux joints de grains quasi-parallèle à la surface en relation avec l'état de contraintes biaxiales induit par la fine précipitation de nitrures d'éléments d'alliage. La variation de volume accompagnant cette précipitation est donc en partie réduite.
- Enrichissement en carbone en avant du front de diffusion qui entraîne une augmentation de la fraction volumique de carbures ainsi qu'une réduction de la quantité d'éléments d'alliage en solution solide de substitution servant à la précipitation des fins nitrures MN. Par conséquent, et par comparaison avec la proche surface, les nitrures MN en profondeur de la couche nitrurée résultent plus de la transformation des carbures que de la réaction des éléments d'alliage en solution solide de substitution. Puisque cette



FIGURE 3 : Micrographie par microscopie électronique en transmission (en champ sombre) à 50 μm de profondeur de l'acier Fe-3%Cr-0.35%Ni nitruré à 550 °C pendant 100 h. Champ sombre à partir de l'intensité diffractée par les nitrures d'éléments d'alliage.

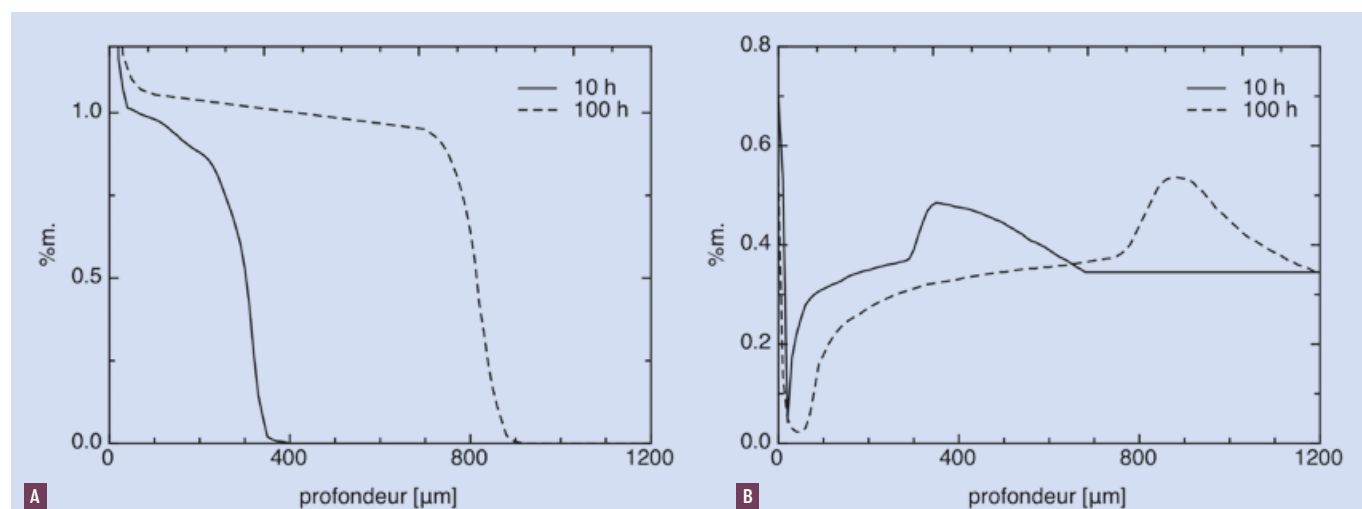


FIGURE 4 : Profils de composition chimique de l'acier Fe-3%Cr-0.35%Ni nitruré à 550 °C pendant 10 et 100 h. (a) azote (analyse par microsonde électronique à balayage) et (b) carbone (analyse par spectrométrie à décharge électroluminescente).

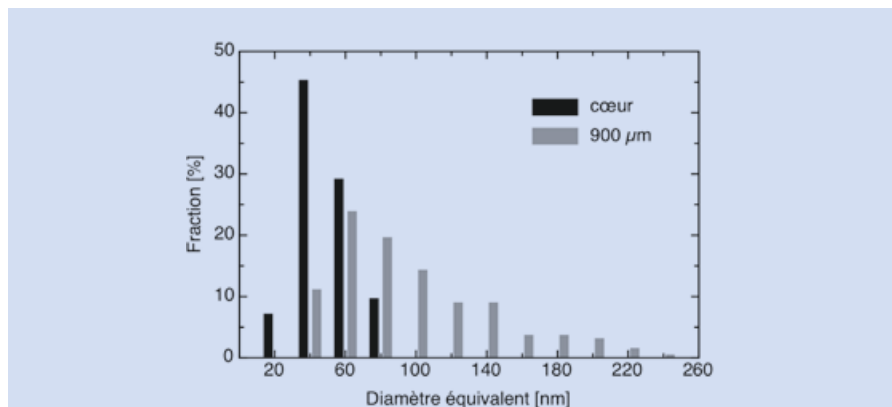


FIGURE 5 : Distribution en taille des précipités pour une profondeur de 900 µm (après 100 h de nitruration) et à cœur du matériau. Le nombre total de précipités pris en compte est de 188 et 236 respectivement.

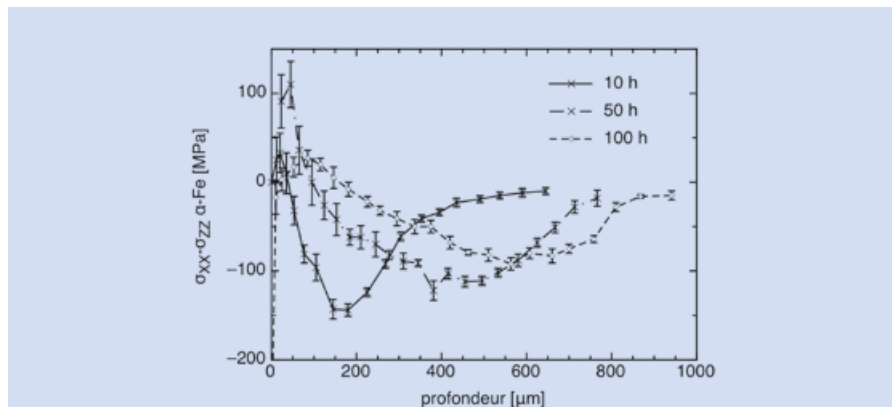


FIGURE 6 : Profils de contraintes résiduelles au sein de la ferrite de l'acier Fe-3%Cr-0.35%Ni nitruré à 550 °C pendant 10, 50 et 100 h. La contrainte moyenne $\sigma_{xx}-\sigma_{zz}$ est obtenue par diffraction des rayons X et la méthode des $\sin^2\psi$.

transformation est associée à une précipitation de cémentite aux joints de grains, la variation de volume globale accompagnant la précipitation des nitrures MN diminue tout comme le niveau de contraintes résiduelles de compression.

- Dissolution de la cémentite au début de la couche de diffusion, sous la couche de combinaison, et formation de porosités aux joints de grains qui engendrent une diminution des contraintes. La formation ultérieure du nitrure $\gamma'-Fe_4N$ est associée au développement de contraintes résiduelles de compression.

Modélisation

L'objectif est de proposer un modèle de prédiction des gradients de contraintes résiduelles à partir des modifications microstructurales au cours du traitement de nitruration. Tout d'abord, les fractions massiques de phases présentes et leur composition à l'équilibre

thermodynamique sont calculées à partir des profils de composition de la **figure 4** et du logiciel de calcul Thermo-Calc (version R utilisant la base de données thermodynamiques SSOL2). Cette approche peut également inclure une simulation de la croissance de la couche nitrurée. Celle-ci n'est cependant pas incluse dans la version ainsi présentée étant donné que l'influence des contraintes résiduelles sur les cinétiques de diffusion des éléments interstitiels n'est pas connue. Le matériau est représenté par un élément de volume semi-infini subdivisé en sous-couches suivant la profondeur. La discrétisation dépend de la résolution spatiale des profils de concentration en azote et carbone. Les variations de volume sont déterminées en prenant le matériau à cœur non-traité comme référence (teneur en carbone et fraction de phases).

La partie mécanique du modèle permet de déterminer les contraintes résiduelles à partir de la fraction volumique de phases, de la variation de volume associée et de leurs propriétés mécaniques. En première approximation, un système de précipités aléatoirement distribués au sein d'une matrice est représenté par une inclusion sphérique au sein d'une matrice ferritique. Pour une profondeur donnée, le modèle mécanique est basé sur un modèle auto-cohérent issue de la mécanique des matériaux hétérogènes. En effet, dans le cas d'hétérogénéités multi-échelles, ce type de modèle est plus approprié qu'une approche basée sur la loi des mélanges. Le comportement des phases est supposé isotrope avec l'hypothèse de petites déformations. En accord avec les analyses de contraintes par diffraction des rayons X, un état plan de contraintes macroscopiques (toute phase confondue) est vérifié pour chaque profondeur.

La matrice ferritique et les précipités ont, respectivement, un comportement élasto-plastique et élastique. Lors de la diffusion et précipitation, la déformation volumique de la matrice ferritique est supposée négligeable comparée à celle associée à la précipitation, c'est-à-dire que toute variation de volume est associée à la transformation d'une phase ou l'apparition d'une nouvelle.

Enfin, pour chaque profondeur, la contrainte moyenne $\sigma_{xx}-\sigma_{zz}$ au sein de la matrice ferritique ainsi que la contrainte macroscopique sont calculées afin d'établir une comparaison avec les analyses par diffraction des rayons X. Il doit être noté que les paramètres de maille de chaque phase dépendent à la fois de la

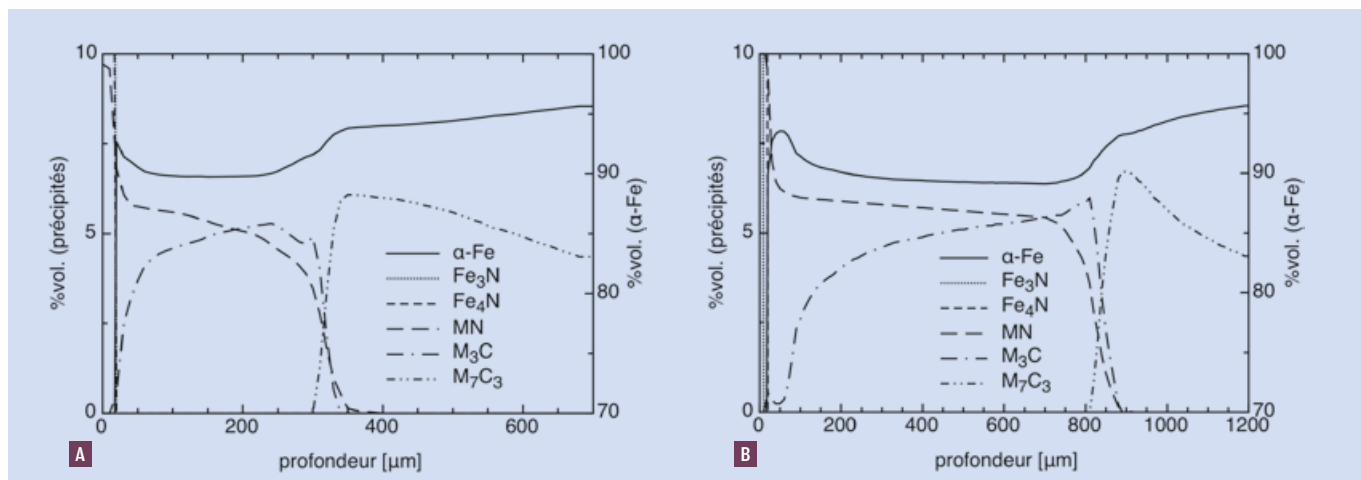


FIGURE 7 : Evolution de la fraction de phases à l'équilibre thermodynamique de l'acier Fe-3%Cr-0.35%Mn nitruré à 550 °C pendant (a) 10 et (b) 100 h. Les résultats sont calculés à partir de Thermo-Calc et des profils de composition chimique de la Figure 4.

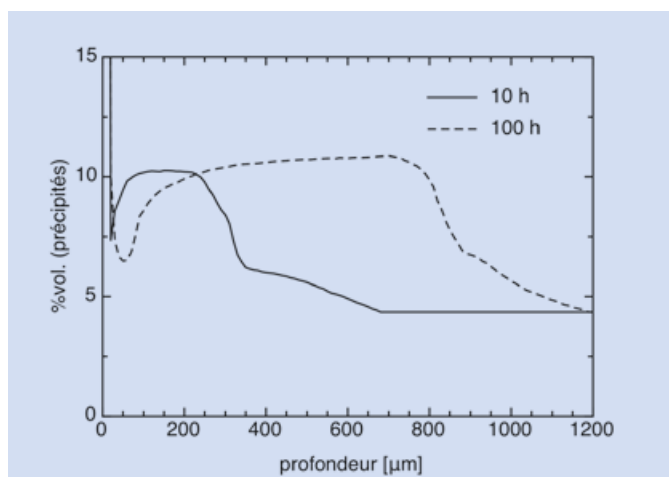


FIGURE 8A : Evolution de la fraction volumique totale de précipités de l'acier Fe-3%Cr-0.35%Mn nitruré à 550 °C pendant 10 et 100 h. Les résultats sont calculés à partir de Thermo-Calc.

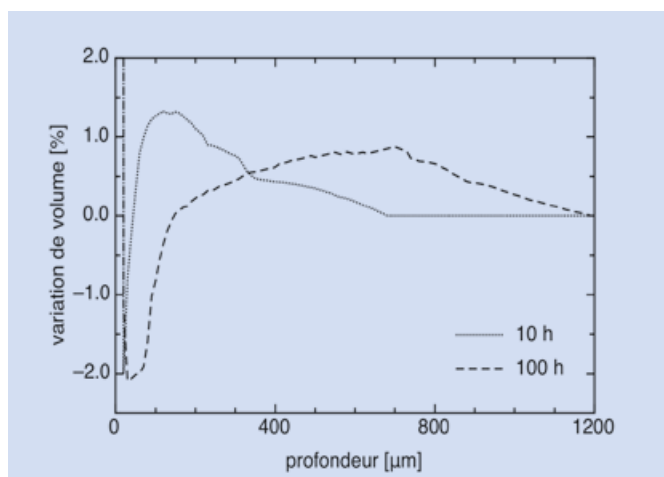


FIGURE 8B : Variations de volume calculées accompagnant la précipitation de l'acier Fe-3%Cr-0.35%Mn nitruré à 550 °C pendant 10 et 100 h. La composition du matériau à cœur est prise comme référence.

composition chimique (lorsque la relation est connue) et de la température. Les détails du modèle sont fournis dans la littérature.

Résultats du modèle et discussion

Les profils expérimentaux d'azote et de carbone de la **figure 4** sont utilisés afin de calculer les fractions de phases à l'équilibre thermodynamique locale. L'évolution en fonction de la profondeur des fractions de phase à l'équilibre après 10 et 100 h de nitruration à 550 °C est présentée sur la **figure 7**. Les calculs à l'équilibre thermodynamique montrent que lors du traitement de nitruration les carbures de type M₇C₃ sont remplacés par une précipitation de nitrures d'éléments d'alliage MN

et de cémentite M₃C, en adéquation avec les observations expérimentales. L'enrichissement en carbone en avant du front de diffusion d'azote est associé à une augmentation de la fraction de carbures M₇C₃, en accord avec l'augmentation de la taille des carbures (**figure 5**). La présence du nitrure γ'-Fe₄N aux joints de grains au début de la couche de diffusion lorsque le temps de traitement augmente n'est pas prédite par Thermo-Calc. À partir des fractions massiques de phases (et de leur composition chimique à l'équilibre) et des volumes massiques listés dans le **tableau 1**, la variation de volume accompagnant la précipitation est calculée. Une fraction volumique maximale de précipités d'environ 10 % (**figure 8a**) correspond à une

variation de volume maximale de 1.32 et 0.86 % après 10 et 100 h de traitement respectivement (**figure 8b**). Les évolutions sont significatives en début de couche de diffusion sous la couche de combinaison, où la décarburation et la formation de porosités sont présentes. Les profils calculés de contraintes résiduelles dans la matrice ferritique après 10 et 100 h sont donnés sur la **figure 9** et sont comparés aux profils expérimentaux par diffraction des rayons X (**figure 6**). On peut observer un très bon accord entre les contraintes analysées et calculées pour une grande partie de la couche de diffusion. Il est à noter que les contraintes calculées et analysées sont indépendantes les unes des autres et que seuls les profils expérimentaux d'azote et de carbone de la couche

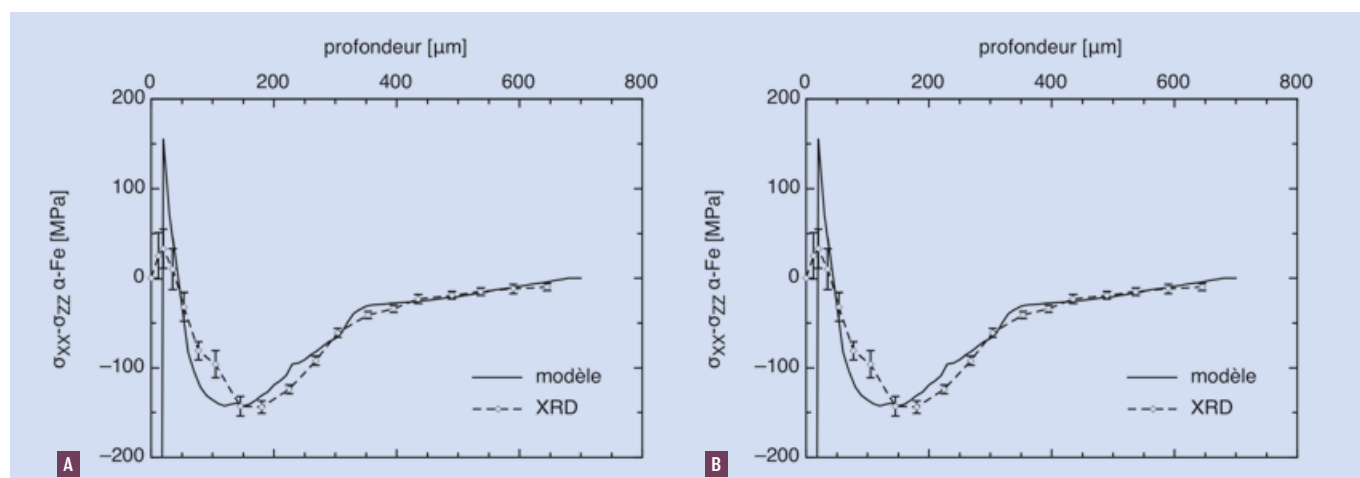


FIGURE 9 : Profils de contraintes résiduelles calculées au sein de la matrice ferritique de l'acier Fe-3%Cr-0.35%Ni nitruré à 550 °C pendant (a) 10 et (b) 100 h. Comparaison avec les analyses par diffraction des rayons X (figure 6).

nitrurée sont utilisés comme données d'entrée du modèle.

Le désaccord observé entre le modèle et les analyses expérimentales en début de couche de diffusion peut être attribué à la formation de porosités (100 h) aux joints de grains qui entraînent des effets de relaxation. La décarburation qui entraîne localement la genèse de contraintes de traction apparaît comme correcte. La divergence entre le modèle et les analyses expérimentales concernant les trente premiers micromètres peut être reliée à la couche de combinaison qui n'est pas prise en compte dans le modèle présenté.

En faisant l'hypothèse qu'aucun carbure n'est transformé en nitrures, la variation de volume accompagnant la précipitation de nitrures est donnée sur la **figure 10**. Des variations de volume maximales de 3,80 et 4,39 % sont alors obtenues (**figure 10**), à comparer avec les valeurs précédentes, dans le cas d'une transformation de carbures en nitrures, de

1,32 et 0,86 % respectivement (**figure 8a**). La contrainte maximale de compression correspondante est estimée de l'ordre de -350 MPa, ce qui constitue clairement une surestimation des contraintes résiduelles expérimentales (**figure 9**). Cet exemple montre que l'hypothèse de transformation des carbures en nitrures et cémentite ainsi que l'hypothèse de croissance des carbures en avant du front de diffusion d'azote sont essentielles dans la compréhension et la modélisation de la genèse et l'évolution des contraintes résiduelles de nitruration. L'excellente correspondance entre le modèle et l'expérience illustrée sur la **figure 9** suggère que la genèse et la diminution des contraintes résiduelles dans le cas de l'acier modèle considéré trouvent leurs origines dans les évolutions microstructurales induites par les variations de la composition chimique et les transformations associées. Les contraintes maximales de compression dans le cas de la nitruration profonde (100 h) sont plus faibles que celles dans le cas du traitement de 10 h. Ceci est une conséquence de la croissance des carbures en avant du front de diffusion d'azote qui consomme des atomes de chrome qui se trouvent en solution solide de substitution dans la matrice ferritique. Par conséquent, la fraction d'atomes de chrome disponible pour la formation directe de nitrures d'éléments d'alliage diminue d'une part, tout comme la contrainte de compression associée, et d'autre part la fraction de carbone qui ségrège aux joints de grains de ferrite augmente entraînant une diminution plus importante des contraintes de compression. Plus l'épaisseur de la couche de diffusion est importante, plus cet effet est prononcé,

Phase	Structure	a [nm]	b [nm]	c [nm]	V [cm ³ .kg ⁻¹]
-Fe	Cubique	0.28664	-	-	127.06
CrN	Cubique	0.4140	-	-	161.29
Fe ₃ C	Ortho.	0.50910	0.67434	0.45260	130.38
Cr ₂₃ C ₆	Cubique	1.06599	-	-	144.93
Cr ₇ C ₃	Ortho.	0.7019	1.2158	0.426	145.24
Fe ₄ N	Cubique	0.3791	-	-	138.89
Fe ₃ N	Hexa.	0.2695	-	0.4362	125.79

TABEAU 1 : Paramètres de maille a, b, c et volume massique V utilisés par le modèle présenté de nitruration des aciers. Les données sont prises de la base de donnée JCPDS.

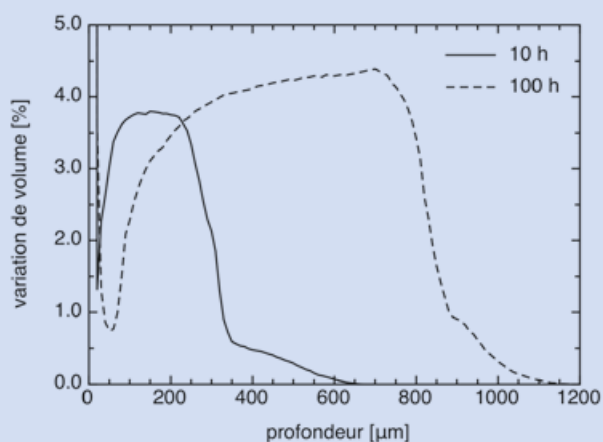


FIGURE 10 : Variations de volume calculées accompagnant la précipitation de l'acier Fe-3%Cr-0.35%C nitruré à 550 °C pendant 10 et 100 h. La transformation des carbures n'est pas prise en compte.

la croissance des carbures en avant du front de diffusion étant favorisée lors de la croissance de la couche nitrurée.

Le travail présenté suggère que la modélisation des contraintes résiduelles peut être précise à condition qu'un modèle de diffusion permettant de prédire les profils d'azote et de carbone soit développé.

Conclusion

L'évolution de la microstructure au sein de la couche de diffusion d'un acier modèle Fe-3%Cr-

0.35%Cr-0.35%C a été caractérisée. Les observations montrent que la transformation des carbures initialement présents entraîne la précipitation de nitrures et cémentite. Il en résulte une forte diminution de la variation de volume accompagnant la précipitation des nitrures à partir de la solution solide de substitution. La baisse de la teneur en carbone au début de la couche de diffusion induit tout d'abord un déchargement volumique de la surface du fait de la diminution du volume de précipités et le développement de porosités aux joints de grains de la ferrite. Ces joints de grains sont (en

partie) en connexion avec l'atmosphère nitrurante et peuvent localement entraîner la précipitation du nitrure γ' -Fe₄N aux joints de grains en début de couche de diffusion. L'enrichissement en carbone en avant du front de diffusion d'azote est associé à une croissance des carbures (contenant des éléments d'alliage) initialement présents. Par conséquent, pour des profondeurs plus importantes, la transformation des carbures en nitrures devient dominante au détriment de la précipitation de nitrures directement de la solution solide de substitution comme en début de traitement. Ainsi la contrainte maximale de compression diminue lorsque le temps de traitement augmente.

Une modélisation, basée sur une hypothèse d'équilibre thermodynamique local pour une composition chimique à une profondeur donnée et associée à un modèle mécanique auto-cohérent, permet de prédire les profils de contraintes résiduelles en bon accord avec l'expérience.

Remerciements

Les auteurs souhaitent remercier Aubert & Duval (Groupe Eramet) et le Groupe Safran pour leur partenariat, ainsi que le laboratoire CP2M (Université Paul Cézanne, Marseille, France) pour les observations MET et l'Institut Pprime (Université de Poitiers, France) pour les analyses SDL.

Bibliographie

Z. Kolozsvary, Residual Stresses in Nitriding. Handbook of residual stress and deformation of steel. Totten G.; Howes M.; Inoue T., editors. ASM International. 2002.

D. Girodin, J.Y. Moraux, L'acier 32CrMoV13 nitruré profond pour application aéronautique. ATTT/AWT, Journées franco-allemande, Aachen. 2002.

J. Barralis, J. Castex, J.C. Chaize, Influence des conditions de traitement sur la distribution des phases et des contraintes résiduelles dans les couches nitrurées. Mémoires et Etudes Scientifiques, Revue de Métallurgie. 1986.

N.E. Vives Diaz, R.E. Schacherl, L.F. Zagonel, E.J. Mittemeijer, Influence of the microstructure on the residual stresses of nitrided iron-chromium alloys. Acta Materialia. Vol.56 (2008) 6.

P. Buchhagen, T. Bell, Simulation of the residual stress development in the diffusion layer of low alloy plasma nitrided steels. Computational Materials Science. (1996) 7-8.

P.C. Van Wiggan, H.C.F. Rozendaal, E.J. Mittemeijer, The

nitriding behaviour of iron-chromium-carbon alloys. Journal of materials science. 20 (1985).

J.N. Locquet, L. Barrallier, R. Soto, A. Charai, Complete TEM investigation of nitrided layer for a Cr alloy steel. Microscopy Microanalysis Microstructures. Vol.18 (1997).

H. Oettel, G. Schreiber, Nitrieren und Nitrocarburieren. AWT, Wiesbaden, Germany. 1991.

T.K. Hirsch, A. Da S. Rocha, F.D. Ramos, Strohaecker T.R.: Residual stress-affected diffusion during plasma nitriding of tool steels. Metallurgical and Materials Transactions. Vol.35A (2004).

C. Leroy, H. Michel, M. Gantois, Transformation of (Cr,M)7C3-type carbides during nitriding of chromium alloyed steels. Journal of Materials Science. Vol.21 (1986).

S. Jegou, L. Barrallier, R. Kubler, Phase transformation and induced volume changes in a nitrided ternary Fe-3%Cr-0.345%C alloy. Acta Materialia. Vol.58 (2010).

S. Jegou, R. Kubler, L. Barrallier, On residual stresses development during nitriding of steel. Advanced Materials Research. Vol.89-91 (2010).

S. Jegou, L. Barrallier, R. Kubler, Carbon diffusion induced stress relaxation during gas nitriding of a ternary Fe-3%Cr-0.345%C alloy. Under preparation.

L. Castex, J.L. Lebrun, G. Maeder, J.M. Spravel, Détermination des contraintes résiduelles par diffraction des rayons X. Ecole Nationale supérieure d'Arts et Métiers, Publications Scientifiques et Techniques. 1981.

MA.J. Somers, Modelling nitriding of iron: from thermodynamics to residual stress. Journal de Physique IV. (2004) 104.

Y. Rougier, C. Stolz, A. Zaoui, Self-consistent modelling of elastic-viscoplastic polycrystals. Mechanics of Solids. Vol.318 (1994).

JCPDS-International Center for Diffraction Data PDF-2, 2002.